第 30 卷 第 6 期 材 料 研 究 学 报 Vol. 30 No. 6
2016 年 6 月 CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH June 2016

大变形管线钢中 F/B 多相组织应变硬化行为和应力比研究*

汤忖江[1] 尚成嘉[1] 关海龙[1,2] 王学敏[1]

1. 北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083
2. 建龙集团 遵化 064200

摘 要 采用TMCP工艺获得了5种不同贝氏体体积分数的铁素体/贝氏体(F/B)多相钢。通过纵向力学性能分析, 并结合修正C-J分析方法研究了以F/B多相组织为特征的大变形管线钢的应变硬化行为, 获得了F/B多相钢中贝氏体体积分数与应力比、屈强比的关系, 并通过修正C-J分析对此现象的机理进行了合理的阐释。结果表明, 大变形管线钢的弹性形变阶段主要对应修正C-J分析中的第I阶段, 塑性形变阶段包括修正C-J分析第II和第III阶段, 屈服点(应变0.5%)附近阶段可跨越第I和第II阶段。F/B多相钢中各阶段的应变硬化能力存在显著差异, 并且其应变硬化行为呈现出与贝氏体体积分数相关的特性。通过适宜的组织调控可以实现管线钢强度和塑性的最佳匹配。应力比 $R_{t1.5}/R_{t0.5}$ 适宜用于表征管材屈服点附近的应变硬化能力, 应力比 R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1} 均适宜用于表征X70级管线钢塑性阶段应变硬化能力, R_{t2}/R_{t1} 较适宜用于表征X80级管线钢塑性阶段应变硬化能力。

关键词 金属材料, 铁素体/贝氏体多相钢, 大变形管线钢, 应变硬化行为, 修正C-J分析, 贝氏体体积分数, 应力比, 屈强比

分类号 TG142.1 文章编号 1005-3093(2016)06-0409-09

Strain Hardening Behavior and Stress Ratio of High Deformability Pipeline Steel with Ferrite/Bainite Multi-phase Microstructure

TANG Cunjiang[1] SHANG Chengjia[1**] GUAN Hailong[1,2] WANG Xuemin[1]

1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2. Jianlong Group, Zunhua 064200, China

*Supported by National Basic Research Program of China No.2010CB630801.

Manuscript received December 2, 2015; in revised form February 24, 2016.

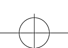
**To whom correspondence should be addressed , Tel: (010)62332428, E-mail: cjshang@ustb.edu.cn

ABSTRACT Five ferrite/bainite (F/B) multi-phase steels with different volume fractions of bainite were obtained by TMCP process. The strain hardening behavior of high deformability pipeline steel with F/B multi-phase was studied by the analysis of longitudinal mechanical properties and modified C-J analysis. The relationships between volume fraction of bainite and stress ratio as well as yield ratio were analyzed, and relevant mechanisms were illustrated by modified C-J analysis. The results show that the stage of elastic deformation of high deformability pipeline steel mainly corresponds to stage I in modified C-J analysis, and the stage of plastic deformation consists of stage II and stage III; and the stage near yield point (0.5% strain) can go across stage I and stage II. However, the strain hardening capability of each stage is obviously different from each other, and the strain hardening behavior is closely related to the volume fraction of bainite in F/B multi-phase steel. The optimal matching between strength and plasticity of pipeline steel can be achieved by controlling the microstructure suitably. The stress ratio of $R_{t1.5}/R_{t0.5}$ is appropriate to describe the strain hardening capability near the yield point, and the stress ratios of R_{t2}/R_{t1} and R_{t5}/R_{t1} are appropriate to represent the strain hardening capability of plastic deformation stage in X70

* 国家重点基础研究发展计划2010CB630801资助项目。
2015年12月2日收到初稿; 2016年2月24日收到修改稿。

本文联系人: 尚成嘉, 教授

DOI: 10.11901/1005.3093.2015.696



grade pipeline steel. The stress ratio of R_{t2}/R_{t1} is suitable to characterize the strain hardening capability of plastic deformation stage in X80 grade pipeline steel.

KEY WORDS metallic materials, ferrite/bainite multi-phase steel, high deformability pipeline steel, strain hardening behavior, modified C-J analysis, volume fraction of bainite, stress ratio, yield ratio

管道输送是石油天然气最经济、高效、安全和环保的运输方式[1]。随着石油和天然气需求上升, 油气铺设管线已经延伸到极地、海洋和地质不稳定等环境恶劣的地区[2]。然而, 管道通过冻土层、海底、地震地带以及塌陷和滑坡等地区时常常要承受一定的塑性变形, 从而发生扭曲、屈折、断裂等破坏, 引发失效事故, 这就要求管道钢管应具有足够高的抗变形能力[3, 4]。因此, 开发能承受大的变形而不发生失效的大变形管线钢(high deformability pipeline steel)成为高性能管线钢的一个重要发展方向。

管材的变形能力或形变容量通常采用应力比、屈强比、均匀伸长率和应变硬化指数(strain/work hardening exponent)等描述。在工程中通常用应力比控制管材的应变硬化能力, 常用的表达形式有$R_{t1.5}/R_{t0.5}$, R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}等, 其中R_{t1}–R_{t5}分别表示应变1%–5%时的应力。屈强比, 即$R_{t0.5}/R_{m}$, 可以用于表征管材开始塑性变形到最后断裂前的形变容量[5]。管材塑性形变阶段对进一步形变的抵抗能力可以用应变硬化指数表征[6], 提高管材的应变硬化指数是提高其变形能力的有效途径[7]。对于大变形管线钢而言, 在高强韧性基础上, 较低的屈强比、较高的应力比、均匀伸长率和应变硬化指数是体现其优异形变性能的重要指标[8]。

大变形管线钢组织通常为双相或多相[5, 9], 其中, 铁素体/贝氏体(Ferrite/Bainite, F/B)复相、贝氏体/MA(martensite–austenite)等组织已成为大变形管线钢的主要组织调控手段[7, 10]。大变形管线钢的形变能力与其应变硬化行为相关, 但究其根本则取决于多相组织的微观力学行为, 而组织类型的多样化使得多相钢的形变机理变得异常复杂。目前对大变形管线钢组织的形变机制[11-13]、应变硬化行为及其硬化能力已有研究[7, 13, 14], 但对大变形管线钢的应变硬化行为、硬化能力与多相组织之间的关系研究较少。此外, 在表征管材应变硬化能力的各参数的研究中, 例如应变硬化指数[12, 14, 15]和屈强比[4, 16, 17]等有研究, 然而对应力比的相关研究却鲜见报道[18]。

本文通过热机械处理工艺(thermo mechanical controlled processing, TMCP)获得不同贝氏体体积分数的F/B多相钢, 对以F/B多相组织为特征的大变形管线钢应变硬化行为进行研究, 着重分析和阐释贝氏体分数与应力比、屈强比和形变机制之间的关系。

1 实验方法

为获得不同贝氏体体积分数的F/B多相钢, 采用如表1所示化学成分的实验钢。通过热膨胀法测得A_{r3}为678℃, A_{r1}为575℃。采用如图1所示的TMCP工艺获得5种不同贝氏体体积分数的实验钢。实验钢在实验室轧机上进行轧制, No.1–No.5号实验钢坯厚度为42 mm。钢坯加热至1200℃保温60 min, 按照二阶段轧制工艺, 分别在再结晶区(2道次)和非再结晶区(3道次)轧制成厚度6 mm的钢板。再结晶区、非再结晶区总压下率分别为62–64%、60–63%。No.5号实验钢轧后空冷至A_{r3}以上温度水淬; No.4、No.3、No.2号实验钢轧后空冷至A_{r3}–A_{r1}之间不同温度水淬, 开冷温度依次由高到低; No.1号实验钢轧后空冷至室温。沿轧板纵向(轧向)切取金相和拉伸试样, 分别用于观察实验钢微观组织和测量其力学性能及应力–应变曲线, 拉伸应变速率低于5×10^{-3} s^{-1}。金相试样表面经机械研磨、抛光, 用4%硝酸酒精溶液侵蚀约5–8 s, 采用BX51M型光学显微镜观察轧板纵向截面组织形貌。采用定量金相法测定实验钢中贝氏体体积分数。

目前, 对双相钢或多相钢应变硬化行为分析常见的分析方法有Hollomon分析(Hollomon analysis)、C-J分析(differential Crussard-Jaoul analysis)、修正C-J分析(modified Crussard-Jaoul analysis)和瞬时应变硬化指数n'(n'=d(lnσ)/d(lnε))等[19, 20]。其中, 修正C-J

表1 实验钢化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of experimental steels (mass fraction,%)

C	Si	Mn	Ti	Nb	Ni+Cr+Cu
0.04	0.22	1.75	0.015	0.095	0.5

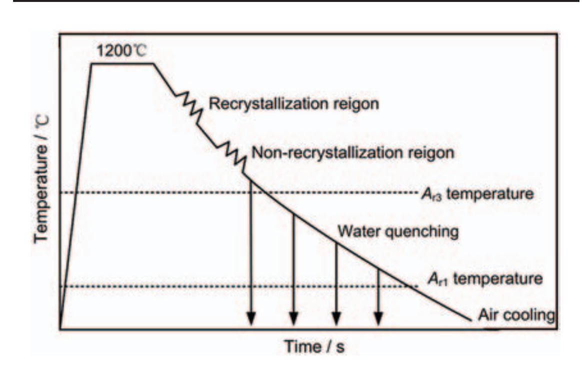


图1 TMCP工艺示意图

Fig.1 Schematic of TMCP process

分析对组织的弹塑性变化敏感[21], 适用于对F/B多相钢组织的形变与应变硬化能力的分析。修正C-J分析基于式(1), 变换后得式(2), 对 $\ln\sigma - \ln(\mathrm{d}\sigma/\mathrm{d}\varepsilon_p)$ 曲线进行分析[22]。

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 + c\sigma^m \tag{1}$$

$$\ln\frac{\mathrm{d}\sigma}{\mathrm{d}\varepsilon_p} = (1-m)\ln\sigma - \ln(cm) \tag{2}$$

式中, ε_p 为塑性真应变, ε_0 为初始真应变, σ 为真应力, c为材料常数, m 为硬化指数[23]。通过分段和线性拟合得到修正C-J分析曲线各阶段的斜率(即 $1-m$ 值)。转折应变(transition strain) ε_t 为材料应变硬化能力明显转变所对应的转折点, 常用拟合直线的交点表示。其中, 修正C-J分析第I阶段过渡至第II阶段对应的转折应变用 ε_{t1} 表示, 第II阶段过渡至第III阶段对应的转折应变用 ε_{t2} 表示。修正C-J分析中指数 m 与Hollomon方程中硬化指数 n 具有近似的反比关系[22], 即 m 值越大, 表示其应变硬化能力越小, 文中用 $1/m$ 表示管材应变硬化能力。为叙述简洁文中统一用应变硬化指数表述, 修正C-J分析中的各阶段均指抗拉点前的各个阶段。

2 结果与分析

2.1 微观组织及力学性能

图2为通过TMCP工艺获得实验钢的微观组织。可以看出, No.1号实验钢组织类型为单一针状铁素体组织, 其中弥散分布着粒状MA; No.2－No.4号实验钢为针状铁素体和板条贝氏体多相组织, 含有极少量先共析铁素体; No.5号实验钢为单一板条贝氏体组织。

实验钢中贝氏体体积分数和纵向力学性能如表2所示。可以看出, 随着实验钢中贝氏体体积分数

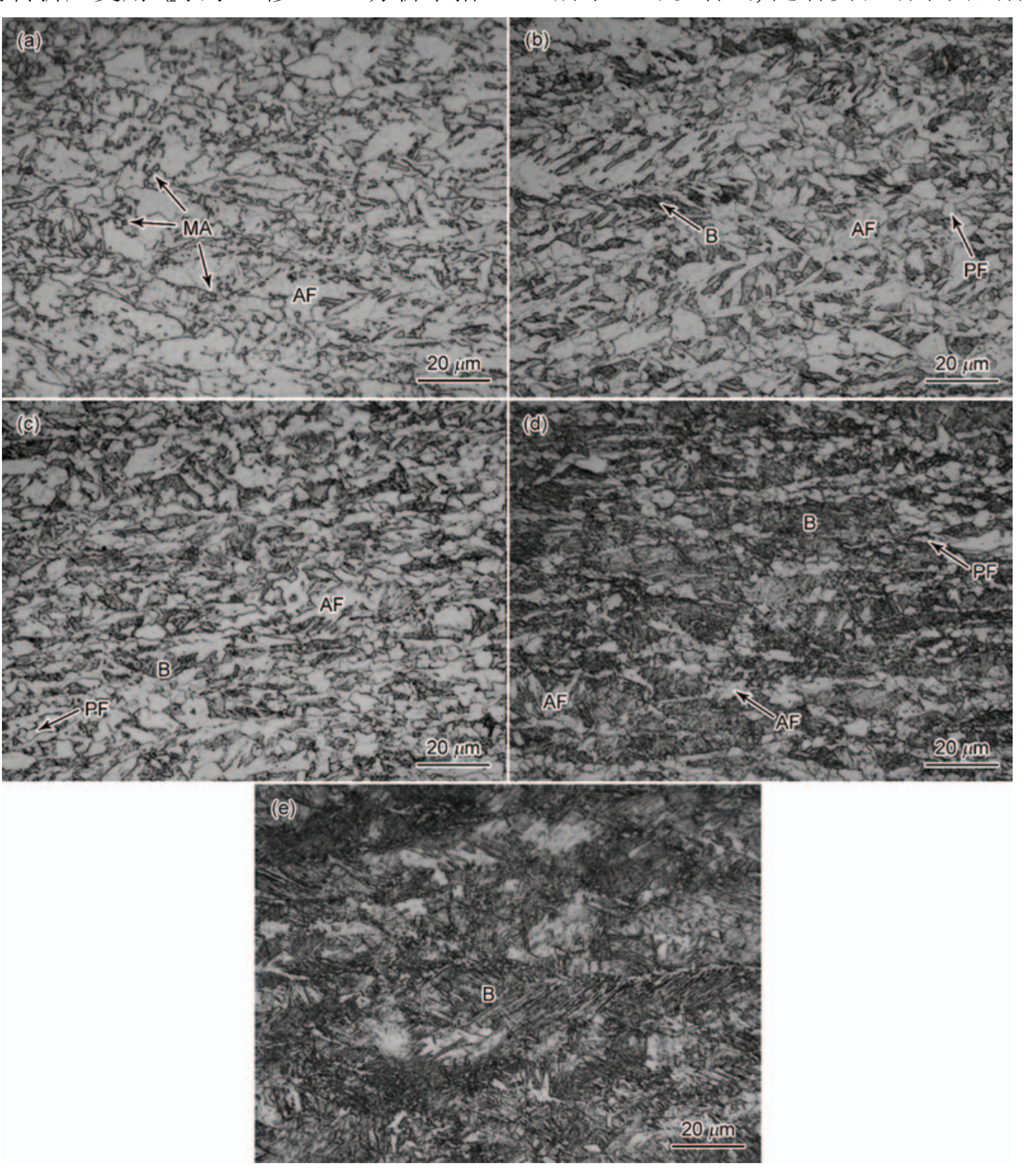


图2 TMCP工艺获得实验钢的微观组织

Fig.2 Microstructures of experimental steels obtained by TMCP process (a) No.1, (b) No.2, (c) No.3, (d) No.4, (e) No.5. Note: AF－acicular ferrite, PF－proeutectoid ferrite, B－bainite

表2 实验钢中贝氏体体积分数和纵向力学性能

Table 2 Volume fraction of bainite and longitudinal mechanical properties of experimental steels

Experimental steel	Volume fraction of Bainite/%	Engineering value				
		$R_{t0.5}$/MPa	R_m/MPa	UEL/%	A_{gt}/%	TEL/%
No.1	0	513	668	11.8	12.2	-
No.2	27.9	520	774	10.8	11.5	31.7
No.3	47.0	560	848	9.0	9.6	28.9
No.4	65.9	638	914	6.1	6.7	25.7
No.5	100	914	1031	1.4	1.6	-

Note: $R_{t0.5}$ - yield stress, R_m - tensile stress, UEL - uniform elongation, A_{gt} - elongation at maximum force, TEL - total elongation

增加，屈服强度和抗拉强度升高，均匀伸长率和总伸长率降低。图3为实验钢纵向拉伸工程应力-应变曲线，各曲线均呈圆屋顶型，具有该特征应力-应变曲线的管线钢其形变能力优于具有屈服平台应力-应变曲线的管线钢[7]。

图4为实验钢中贝氏体体积分数对应力比和屈强比的影响，图5为实验钢中贝氏体体积分数对应力的影响。由图4可见，不同贝氏体体积分数的实验钢的应力比曲线存在明显差异：随着贝氏体体积分数增大，应力比 $R_{t1.5}/R_{t0.5}$ 呈现先增大后减小的趋势。当贝氏体体积分数约为60%时达到最大值；应力比 R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1} 在贝氏体体积分数低于30%时变化不明显，当贝氏体体积分数超过30%后，这两个比值均呈现明显下降的趋势，其中 R_{t5}/R_{t1} 下降幅度高于 R_{t2}/R_{t1}；屈强比随着贝氏体体积分数增大明显呈先降低后升高的趋势，当贝氏体体积分数约为50%时出现最小值。随着实验钢中贝氏体体积分数提高，$R_{t1.5}/R_{t0.5}$ 和屈强比曲线分别出现最大值和最小值，由于这两个比值中均含有 $R_{t0.5}$ 项，此现象极有可能与实验钢的屈服点(应变0.5%)附近形变行为有关。

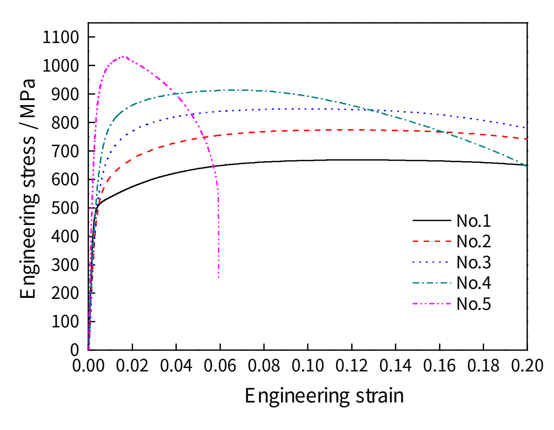


图3 实验钢工程应力-应变曲线

Fig.3 Engineering stress-strain curves of experimental steels

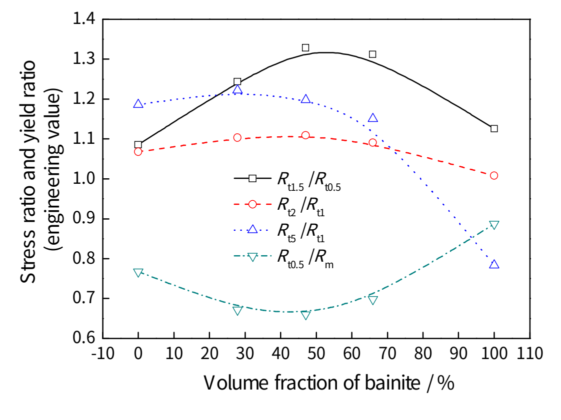


图4 实验钢中贝氏体体积分数对应力比和屈强比的影响

Fig.4 Effect of volume fraction of bainite on stress ratio and yield ratio of experimental steels

图5为实验钢中贝氏体体积分数对工程应力的影响。可以看出，随着实验钢中贝氏体体积分数增加，应力 $R_{t0.5}$、R_{t1}、$R_{t1.5}$、R_{t2}、R_{t5} 和 R_m 均增大，而 $R_{t0.5}$ 增大幅度在贝氏体体积分数为30%-80%之间减缓。R_{t5} 在贝氏体体积分数超过70%后呈现明显下降趋势，一方面是由于管材的塑性恶化至一定程度，如最大力伸长率(elongation at maximum force, A_{gt})低于5%，

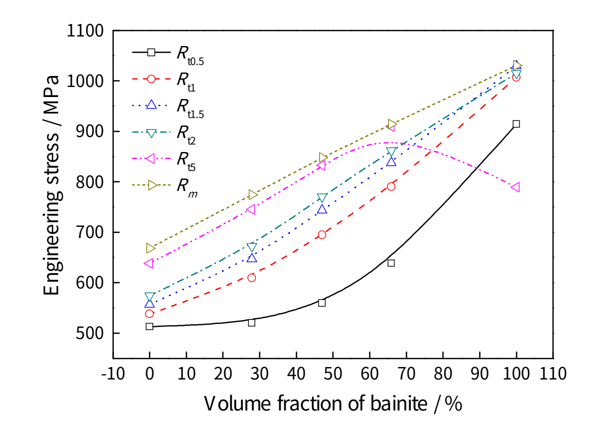


图5 实验钢中贝氏体体积分数对工程应力的影响

Fig.5 Effect of volume fraction of bainite on engineering stress of experimental steels

较早出现颈缩现象导致管材流变应力降低, 因此, 应力比 R_{t5}/R_{t1} 可能低于 R_{t2}/R_{t1}。

2.2 应变硬化机制和应力比、屈强比分析

图6为实验钢的修正C-J分析曲线, 各阶段分段如图中虚线所示。由图6可以看出, 修正C-J分析曲线中, 第I阶段转变至第II阶段, 第II阶段转变至第III阶段通常呈现平缓过渡, 为渐变的过程。No.1、No.2和No.3号实验钢均呈现三阶段硬化行为, 但No.3号实验钢的三阶段硬化特点不明显, 呈现出由三阶段向二阶段过渡的特点, No.4和No.5号实验钢呈现出二阶段硬化行为。由此可知, F/B多相钢的应变硬化行为呈现与贝氏体体积分数相关的特性, 即随着贝氏体体积分数增加, 其应变硬化行为呈现由三阶段硬化行为向二阶段硬化行为转变。在修正C-J分析中, 双相钢/多相钢硬化行为通常不会超过三阶段[19, 24]。对各阶段的机理阐述存在一些差异, 但总的来说均是从组织形变和位错演化角度进行阐述。从组织形变演化角度而言, 第I阶段主要与软相(铁素体)形变相关, 第II阶段主要与软相和硬相(贝氏体或马氏体)的一致性形变(协调或者非协调形变)相关[19, 25], 第III阶段应与动态回复相关[15, 24, 26]。从位错演化方式而言, 由于软相强度低从而易形变(实验中观测到软相先形变[27]), 第I阶段主要是位错在软相中的滑移、排列和缠结[13, 15, 26]; 随着载荷提高, 软相与硬相发生一致性形变[19, 25], 硬相中位错和滑移系开动[11], 此为第II阶段; 在第III阶段中, 由于已形成的位错结构难以显著提高材料流变应力, 导致材料的应变硬化能力将下降[24]。

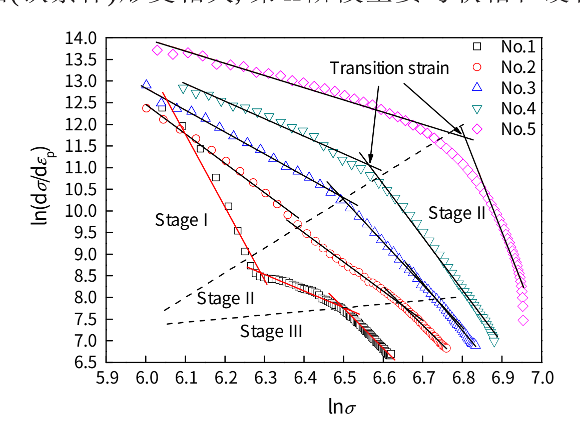


图6 实验钢的修正C-J分析曲线

Fig.6 Modified C-J analysis curves of experimental steels

通过对实验钢修正C-J分析曲线中的各阶段进行线性拟合可得其斜率 $1-m$ 值。采用 $1/m$ 值表征实验钢的应变硬化能力, $1/m$ 值越高表明其应变硬化能力越强。表3列出了实验钢修正C-J分析中第I至第III阶段的斜率 $1-m$, 应变硬化能力 $1/m$、第I至第II阶段、第II至第III阶段对应的转折应变 ε_{t1} 和 ε_{t2}。从表3中可以看出, 随着贝氏体体积分数增加, 第I阶段的 $1/m$ 值由0.06逐渐升高至0.23, 表明其应变硬化能力随贝氏体体积分数增加显著升高, 第II阶段的 $1/m$ 值由0.18逐渐降低至0.04, 表明其应变硬化能力随贝氏体体积分数增加显著降低, 而第III阶段的 $1/m$ 值在0.07 – 0.10的范围内波动, 表明其应变硬化能力随贝氏体体积分数增加变化不大。以上分析结果表明, 贝氏体体积分数对第I和第II阶段的应变硬化能力具有显著影响。

从表3可以看出, ε_{t1} 值变化范围0.4% – 0.8%; ε_{t2} 值变化范围3.1% – 4.6%。由此可知, 大变形管线钢的弹性形变阶段主要对应修正C-J分析第I阶段, 塑性形变阶段包括修正C-J分析第II和第III阶段, 屈服点(应变0.5%)附近阶段可跨越第I和第II阶段。通常情况下, 转折应变随着F/B多相钢中硬相体积分数增加有降低趋势[28], 即第I阶段转变至第II阶

表3 实验钢的修正C-J分析中各阶段应变硬化能力和转折应变(ε)

Table 3 The strain hardening capability of each stages and transition strain (ε) of experimental steel in modified C-J analysis

Experimental Steel	Stage I		Stage II		Stage III		Engineering strain/%		
							Transition strain		Elongation at maximum force (A_{gt})
	$1-m$	$1/m$	$1-m$	$1/m$	$1-m$	$1/m$	ε_{t1} (stage I – II)	ε_{t2} (stage II – III)	
No.1	– 14.8	0.06	– 4.6	0.18	– 13.4	0.07	0.6	3.3	12.2
No.2	– 6.5	0.13	– 6.9	0.13	– 9.3	0.10	0.8	4.6	11.5
No.3	– 4.9	0.17	– 9.6	0.09	– 11.3	0.08	0.8	3.1	9.6
No.4	– 4.0	0.20	– 12.5	0.07			0.7		6.7
No.5	– 3.3	0.23	– 24.3	0.04			0.4		1.6

段，第II阶段转变至第III阶段均会提前。从表3可以看出，No.2－No.5号实验钢的ε_{t1}、ε_{t2}均呈现降低趋势，而No.1与No.2－No.5号实验钢的ε_{t1}、ε_{t2}变化趋势不一致。由此表明，实验钢中贝氏体体积分数超过30%后，转折应变ε_{t1}、ε_{t2}均随贝氏体体积分数增大而减小，ε_{t1}减小说明贝氏体较早产生弹塑性形变。然而No.1号实验钢的ε_{t1}、ε_{t2}变化规律呈现异常现象，应主要是由于单一组织铁素体钢在形变、位错和亚结构演化机制等方面与F/B多相钢存在一定差异所致[26, 29, 30]。

图7显示了转折应变ε_{t1}、ε_{t2}在实验钢应力－应变曲线上的位置(图中实线和虚线分别为转折应变的实测值和拟合直线)，0.5%、1%、1.5%、2%、5%应变分别用竖直线表示。应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$和屈强比两个比值在实验钢中贝氏体体积分数约为0－90%时跨越了修正C-J分析的第I和第II阶段，只有No.5号实验钢基本位于第II阶段。由于第I和第II阶段应变硬化能力随实验钢中贝氏体体积分数增大呈现相反的变化趋势，变化幅度也较大，因此导致随贝氏体体积分数增大，应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$和屈强比分别出现最大值和最小值。与应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$不同的是：实验钢中贝氏体体积分数为0－50%时，屈强比还跨越了修正C-J分析的第III阶段。但第III阶段的应变硬化能力随着实验钢中贝氏体体积分数增加变化不明显，因此，第III阶段应变硬化行为不会对屈强比和应力比规律产生显著影响。应力比R_{t2}/R_{t1}完全位于第II阶段。当修正C-J分析呈现二阶段硬化特点时，应力比R_{t5}/R_{t1}位于第II阶段；当修正C-J分析呈现三阶段硬化特点时，R_{t5}/R_{t1}大部分位于第II阶段，小部分位于第III阶段，如图7所示。随着实验钢中贝氏体体积分数提高第II阶段应变硬化能力降低，但第III阶段不会对应力比规律产生显著影响，因此，导致R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}随着实验钢中贝氏体体积分数增加而减小。由此可知，通过C-J分析能够合理地阐释了贝氏体体积分数变化对应力比和屈强比的影响。

从图7中可以看出，应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$适宜用于表征管材屈服点附近的应变硬化能力，R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}可用于表征管材塑性阶段的应变硬化能力。$R_{t1.5}/R_{t0.5}$与R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1}所表述的应变硬化含义有较大差异：管材屈服点附近和塑性形变阶段应变硬化行为机制存在较大差异，并且硬化能力差异明显，因此，$R_{t1.5}/R_{t0.5}$与R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1}不宜混淆使用。同时，若管材最大力伸长率(A_{gt})分别低于1.5%、2%、5%，则$R_{t1.5}/R_{t1}$、R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1}值将包含过颈缩点后出现损伤的一部分应变硬化能力，这是一个值得注意的方面。

图8为应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$、R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1}与屈服强度的关系，竖直虚线区间为管线钢强度级别所规定的屈服强度范围(API SPEC 5L (2012))[31]。直线、虚线分别为$R_{t1.5}/R_{t0.5}$、R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1}在X70、X80强度级别范围内拟合直线，曲线为拟合曲线。可以看出，随着实验钢屈服强度提高，$R_{t1.5}/R_{t0.5}$呈现先增大后减小的趋势，$R_{t1.5}/R_{t0.5}$最大值出现在X80强度级别范围内；在X70－X80强度级别范围内，R_{t5}/R_{t1}值高于R_{t2}/R_{t1}，R_{t5}/R_{t1}随着管材屈服强度提高有降低趋势，而R_{t2}/R_{t1}变化不大。通常，实验钢屈服强度随着贝氏体体积分数增大而升高，因此，$R_{t1.5}/R_{t0.5}$和R_{t5}/R_{t1}有如图4所示类似的变化规律，但在X70－X80强度级别范围内R_{t2}/R_{t1}下降趋势不明显。

表4为应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$、R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}在X70、X80强度级别范围内通过线性拟合所得的斜率绝对值以及基于应力比样本估计的标准偏差，简称应力

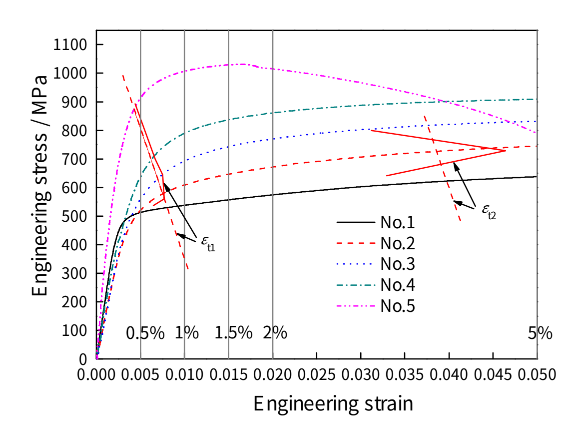


图7 修正C-J分析中转折应变(ε_{t1}、ε_{t2})在实验钢工程应力－应变曲线的位置

Fig.7 Transition strain (ε_{t1}, ε_{t2}) of modified C-J analysis in engineering stress- strain curves of experimental steels

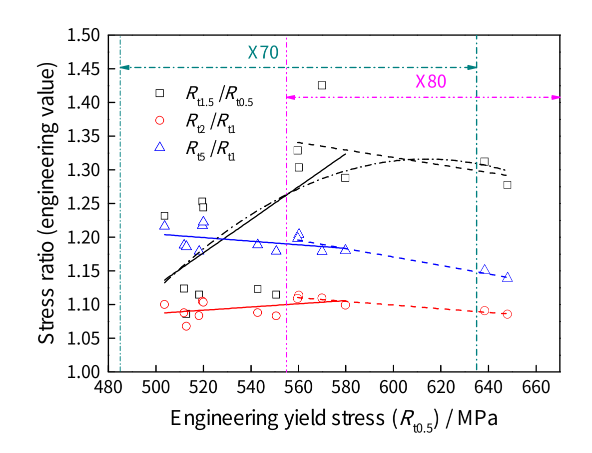


图8 在X70－X80强度级别范围内实验钢的屈服强度($R_{t0.5}$)与应力比的关系

Fig.8 The relationship between yield stress ($R_{t0.5}$) and stress ratio of the experimental steels in the region of X70－X80 grade

表4 X70－X80强度级别范围内实验钢的应力比线性拟合斜率绝对值和标准差

Table 4 The absolute value of the linear fitted slope of stress ratio and standard deviation of experimental steels in the region of X70－X80 grade

The grade of experimental steels (interval of yield stress/MPa)	Slope of linear fitting (absolute value)			Standard deviation of stress ratio (sample estimation)		
	$R_{t1.5}/R_{t0.5}$	R_{t2}/R_{t1}	R_{t5}/R_{t1}	$R_{t1.5}/R_{t0.5}$	R_{t2}/R_{t1}	R_{t5}/R_{t1}
X70 (485－635)	0.0025	0.0002	0.0003	0.107	0.014	0.016
X80 (555－705)	0.0006	0.0003	0.0006	0.053	0.011	0.026

比标准差。在各强度区间上应力比拟合直线斜率可以表示其值的稳定性, 应力比标准差可以观察其值的离散程度[32]。从表4中可以看出, 在X70－X80强度级别范围内, $R_{t1.5}/R_{t0.5}$的斜率和标准差较大, 分别为0.0006－0.0025、0.053－0.107; R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}的斜率和标准差较小, R_{t2}/R_{t1}的斜率和标准差分别为0.0002－0.0003、0.011－0.014; R_{t5}/R_{t1}的斜率和标准差分别为0.0003－0.0006、0.016－0.026。通过对比R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}的斜率及标准差可以发现, R_{t2}/R_{t1}斜率和标准差均比R_{t5}/R_{t1}小, 表明R_{t2}/R_{t1}值较稳定。由于实验钢屈服点附近阶段可跨越修正C-J分析中的第I和第II阶段。通常情况下, 随着管材中组织体积分数变化, 第I和第II阶段应变硬化能力变化较大, 导致管材屈服点附近的应变硬化能力波动较大。$R_{t1.5}/R_{t0.5}$表征了管材屈服点附近的应变硬化行为, 因此导致$R_{t1.5}/R_{t0.5}$波动较大。R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}表征管材塑性阶段的应变硬化行为。修正C-J分析呈现三阶段硬化特点时, R_{t5}/R_{t1}大部分位于第II阶段, 小部分位于第III阶段, 第III阶段是动态回复阶段, 这是导致应力比R_{t5}/R_{t1}降低幅度稍大于应力比R_{t2}/R_{t1}的原因之一。另一方面, R_{t5}/R_{t1}大于R_{t2}/R_{t1}是由于管材持续应变硬化所致。

对于X70级实验钢而言, R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}的斜率分别为0.0002、0.0003, 其标准差分别为0.014、0.016。由于R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}值变化均不大, 并且比较稳定, 较适宜用于表征X70级管线钢塑性阶段应变硬化能力。对于X80级实验钢而言, R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}的斜率分别为0.0003、0.0006, 标准差分别为0.011、0.026, R_{t5}/R_{t1}值变化稍大于R_{t2}/R_{t1}, R_{t2}/R_{t1}值变化不大, 并且比较稳定, R_{t2}/R_{t1}较适宜用于表征X80级管线钢塑性阶段应变硬化能力, 如表4所示。

标准中对X70－X80级大变形管线的应力比作出规定: 应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$、R_{t2}/R_{t1}、R_{t5}/R_{t1}分别不应低于1.07－1.10、1.01－1.04、1.08[33-35]。目前已有研究结果表明[36], 为了使钢管的屈曲应变满足至少为1.5%的水平, 管体材料纵向拉伸试验的R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}分别需要超过1.04和1.08。图9为X70－X80强度级别范围内实验钢的应力比与标准规定应力比的关系。图9中的水平直线为$R_{t1.5}/R_{t0.5}$、R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}值, 分别为1.10、1.04和1.08。可以看出, X70－X80级实验钢容易满足$R_{t1.5}/R_{t0.5}$、R_{t2}/R_{t1}和R_{t5}/R_{t1}的需求, 此强度级别大变形管线钢可以采用F/B多相组织设计。并且, 通过适宜的组织调控可以实现管线钢强度和塑性的最佳匹配。

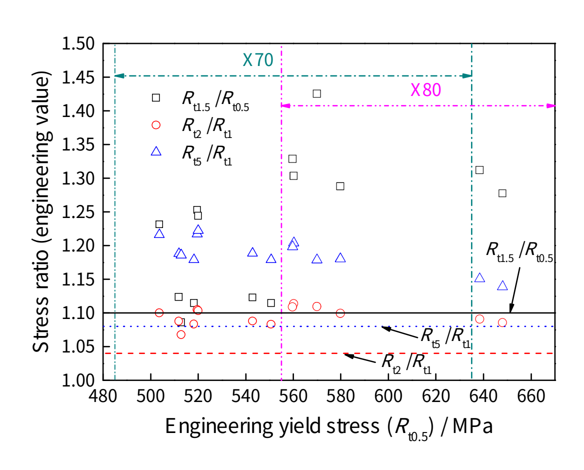


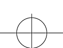
图9　X70－X80强度级别范围内实验钢的应力比与标准规定应力比的关系

Fig.9　The relationship between the stress ratio of the experimental steels in the region of X70－X80 grade and the specified values of stress ratio in the standard

3 结　论

1. 大变形管线钢的弹性形变阶段主要对应修正C-J分析中的第I阶段, 塑性形变阶段包括修正C-J分析第II和第III阶段, 屈服点(应变0.5%)附近阶段可跨越第I和第II阶段。F/B多相钢的各阶段的应变硬化能力存在差异, 随着F/B多相钢中贝氏体体积分数增加, 第I阶段应变硬化能力升高, 第II阶段应变硬化能力降低, 第III阶段应变硬化能力变化不大。其应变硬化行为呈现出与贝氏体体积分数相关的特性, 通过适宜的组织调控可以实现管材强度和塑性的最佳匹配。

2. 应力比$R_{t1.5}/R_{t0.5}$和屈强比($R_{t0.5}/R_m$)在形变过程



中跨越了修正C-J分析第I、II阶段, 应力比 R_{t2}/R_{t1} 全部位于第II阶段, 应力比 R_{t5}/R_{t1} 中大部分或全部位于第II阶段。第I和第II阶段应变硬化能力随F/B多相钢中贝氏体体积分数增加呈现相反的变化趋势, 导致 $R_{t1.5}/R_{t0.5}$ 在贝氏体体积分数约60%时出现最大值, 屈强比在贝氏体体积分数约50%时出现最小值, R_{t2}/R_{t1} 和 R_{t5}/R_{t1} 随着贝氏体体积分数增大而减小。屈强比、R_{t5}/R_{t1} 可能有一部分位于第III阶段, 但第III阶段应变硬化能力随F/B多相钢中贝氏体体积分数变化不明显, 此阶段应变硬化行为不会对屈强比和应力比的规律产生显著影响。

3. 应力比 $R_{t1.5}/R_{t0.5}$ 适宜用于表征管材屈服点附近的应变硬化能力, 应力比 R_{t2}/R_{t1} 和 R_{t5}/R_{t1} 可用于表征管材塑性阶段的应变硬化能力。其中, R_{t2}/R_{t1} 和 R_{t5}/R_{t1} 较适宜用作X70级管线钢塑性阶段应变硬化能力表征参数; R_{t2}/R_{t1} 较适宜用作X80级管线钢塑性阶段应变硬化能力表征参数。X70－X80级大变形管线钢可以采用F/B多相组织设计。

参 考 文 献

1 H. G. Hillenbrand, A. Liessem, K. Biermann, C. J. Heckmann, V. Schwinn, Development of high strength material and pipe production technology for grade X120 line pipe, in: Proceedings of IPC2004 International Pipeline Conference, edited by AMSE (Calgary, Alberta, Canada, 2004) p.1-7

2 GAO Huilin, The challenges for pipeline projects and development trend of pipeline steel, Weld Pipe and Tube, **33**(10), 5(2010)
(高惠临, 管道工程面临的挑战与管线钢的发展趋势, 焊管, **33**(10), 5(2010))

3 LI Helin, LI Xiao, JI Lingkang, CHEN Hongda, Strain-based design for Pipeline and development of pipe steels with high deformation resistance, Weld Pipe and Tube, **30**(5), 5(2007)
(李鹤林, 李 霄, 吉玲康, 陈宏达, 油气管道基于应变的设计及抗大变形管线钢的开发与应用, 焊管, **30**(5), 5(2007))

4 GAO Huilin, ZHANG Xiaoyong, Research and development of large deformability pipeline steels, Weld Pipe and Tube, **37**(4), 14(2014)
(高惠临, 张骁勇, 大变形管线钢的研究和开发, 焊管, **37**(4), 14(2014))

5 LI Helin, JI Lingkang, TIAN Wei, Significant technical progress in the West-East Gas Pipeline projects-Line One and Line Two, Natural Gas Industry, **30**(4), 1(2010)
(李鹤林, 吉玲康, 田 伟, 西气东输一, 二线管道工程的几项重大技术进步, 天然气工业, **30**(4), 1(2010))

6 L. K. Ji, H. Y. Chen, C. Y. Huo, H. L. Li, C. J. Zhuang, S. T. Gong, W. Z. Zhao, H. L. Gao, Key issues in the specification of high strain line pipe used in strain-based designed districts of the 2nd west to east pipeline, in: Proceeding of IPC2008 7th International Pipeline Conference, edited by AMSE (Calgary, Alberta, Canada, 2008) p.1-9

7 N. Ishikawa, M. Okatsu, S. Endo, J. Kondo, Design concept and production of high deformability linepipe, in: Proceeding of IPC2006 6th International Pipeline Conference, edited by AMSE (Calgary, Alberta, Canada, 2006) p.1-8

8 ZHANG Xiaoyong, GAO Huilin, XU Xueli, BI Zongyue, Deformation and fracture behavior of X80 pipeline steel with excellent deformability, Transactions of Materials and Heat Treatment, **35**(2), 75(2014)
(张骁勇, 高惠临, 徐学利, 毕宗岳, X80大变形管线钢的变形与断裂行为, 材料热处理学报, **35**(2), 75(2014))

9 C. J. Shang, D. X. Xia, X. L. Wang, X. C. Li, W. J. Nie, The Development of Third-generation Pipeline Steel in China, in: Proceeding of 6th International Pipeline Technology Conference, edited by AMSE (Ostend, Belgium, 2013) p.1-14

10 NIE Wenjin, SHANG Chengjia, GUAN Hailong, ZHANG Xiaobing, CHEN Shaohui, Control of microstructures of ferrite/bainite (F/B) dual-phase steels and analysis of their resistance to deformation behavior, Acta Metallurgica Sinica, **48**(3), 298(2012)
(聂文金, 尚成嘉, 关海龙, 张晓兵, 陈少慧, 铁素体/贝氏体 (F/B) 双相钢组织调控及其抗变形行为分析, 金属学报, **48**(3), 298(2012))

11 JIAO Duotian, CAI Qingwu, WU Huibin, Effects of cooling process after rolling on microstructure and yield ratio of high-strain pipeline steel X80, Acta Metallurgica Sinica, **45**(9), 1111(2009)
(焦多田, 蔡庆伍, 武会宾, 轧后冷却制度对 X80 级抗大变形管线钢组织和屈强比的影响, 金属学报, **45**(9), 1111(2009))

12 X. Y. Zhang, H. L. Gao, X. Q. Zhang, Y. Yang, Effect of volume fraction of bainite on microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel with excellent deformability, Materials Science and Engineering A, **531**, 84(2012)

13 L. K. Ji, H. L. Li, H. T. Wang, J. M. Zhang, W. Z. Zhao, H. Y. Chen, Y. Li, Q. Chi, Influence of dual-phase microstructures on the properties of high strength grade line pipes, Journal of Materials Engineering and Performance, **23**(11), 3867(2014)

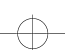
14 A. Kumar, S. B. Singh, K. K. Ray, Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels, Materials Science and Engineering A, **474**(1-2), 270(2008)

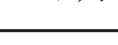
15 A. Bag, K. K. Ray, E. S. Dwarakadasa, Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels, Metallurgical and Materials Transactions A, **30**(5), 1193(1999)

16 GAO Huilin, Analysis and commentary on yield ratio of pipeline steel, Weld Pipe and Tube, **33**(6), 10(2010)
(高惠临, 管线钢屈强比分析与评述, 焊管, **33**(6), 10(2010))

17 Y. M. Kim, S. K. Kim, Y. J. Lim, N. J. Kim, Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels, ISIJ International, **42**(12), 1571(2002)

18 LIU Jianbing, XIONG Xiangjiang, XIA Zhenghai, Wu Qingming, CHEN Qiming, LI Zhongping, Effects of thermo-mechanical control process on microstructure and mechanical properties of X80 grade high-strain line pipe steel, Heat Treatment of Metals, **35**(12), 55(2010)
(刘建兵, 熊祥江, 夏政海, 吴清明, 陈奇明, 李中平, 控轧控冷工艺对 X80 级抗大变形管线钢组织与性能的影响, 金属热处理, **35**





(12), 55(2010))

19 D. Das, P. P. Chattopadhyay, Influence of martensite morphology on the work-hardening behavior of high strength ferrite－martensite dual-phase steel, Journal of Materials Science, **44**(11), 2957 (2009)

20 H. Paruz, D. V. Edmonds, The strain hardening behaviour of dual-phase steel, Materials Science and Engineering A, **117**, 67(1989)

21 J. Lian, Z. Jiang, J. Liu, Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel, Materials Science and Engineering A, **147**(1), 55(1991)

22 R. E. Reed-Hill, W. R. Cribb, S. N. Monteiro, Concerning the analysis of tensile stress-strain data using log $d\sigma/d\varepsilon_p$ versus log σ diagrams, Metallurgical Transactions, **4**(11), 2665(1973)

23 Y. Tomita, K. Okabayashi, Mechanical properties of 0.40 pct C-Ni-Cr-Mo high strength steel having a mixed structure of martensite and bainite, Metallurgical Transactions A, **16**(1), 73(1985)

24 F. H. Samuel, Tensile stress-strain analysis of dual-phase structures in an Mn-Cr-Si steel, Materials Science and Engineering, **92**, L1 (1987)

25 Y. Tomita, K. Okabayashi, Tensile stress-strain analysis of cold worked metals and steels and dual-phase steels, Metallurgical Transactions A, 1**6**(5), 865(1985)

26 D. A. Korzekwa, D. K. Matlock, G. Krauss, Dislocation substructure as a function of strain in a dual-phase steel, Metallurgical Transactions A, **15**(6), 1221(1984)

27 H. P. Shen, T. C. Lei, J. Z. Liu, Microscopic deformation behaviour of martensitic－ferritic dual-phase steels, Materials Science and Technology, **2**(1), 28(1986)

28 S. R. Mediratta, V. Ramaswamy, V. Singh, P. Ramarao, Dependence of strain hardening exponent on the volume fraction and carbon content of martensite in dual phase steels during multistage work hardening, Journal of Materials Science Letters, **9**(2), 205(1990)

29 P. Antoine, S. Vandeputte, J. B. Vogt, Effect of microstructure on strain-hardening behaviour of a Ti-IF steel grade, ISIJ International, **45**(3), 399(2005)

30 SHA Guiying, HAN Enhou, XU Yongbo, ZHANG Xiuli, LIU Lu, Dynamic stress-strain behavior for acicular ferrite steel, Chinese Journal of Materials Research, **19**(6), 561(2005)
(沙桂英, 韩恩厚, 徐永波, 张修丽, 刘　路, 针状铁素体钢的动态应力-应变行为, 材料研究学报, **19**(6), 561(2005))

31 American Petroleum Institute, Specification for Line Pipe, API Specification 5L forty-fifth edition (2012)

32 HAO Ladi, YU Huadong, Standard deviation and standard error of arithmetic mean, Acta Editologica, **17**(2), 116(2005)
(郝拉娣, 于化东, 标准差与标准误, 编辑学报, **17**(2), 116(2005))

33 FAN Xuehua, LI Xiangyang, DONG Lei, SUN Lu, LU Xuetong, SU Deguang, Progress in research and application of pipeline steels with high deformation resistance in China, Oil and Gas Storage and Transportation, **34**(3), 237(2015)
(樊学华, 李向阳, 董　磊, 孙　璐, 陆学同, 苏德光, 国内抗大变形管线钢研究及应用进展, 油气储运, **34**(3), 237(2015))

34 CHEN Xiaowei, FU Yanhong, WANG Xu, XIONG Xiangjiang, WANG Dongchao, Development of X70 SAWL pipe with large deformation resistance, Weld Pipe and Tube, **35**(3), 71(2012)
(陈小伟, 付彦宏, 王　旭, 熊祥江, 王东超, X70抗大变形直缝埋弧焊管的开发, 焊管, **35**(3), 71(2012))

35 Pipeline Construction Administration Department of PetroChina Company Limited, Supplementary technical specification of high strain LSAW line pipe for the second west-east natural gas transmission pipeline project, Q/SY GJX 0135 (2008) (enterprise standard of CNPC Pipeline Construction Administration Department)
(中国石油天然气股份有限公司管道建设项目经理部, 西气东输二线管道工程基于应变设计地区使用的直缝埋弧焊管补充技术条件, Q/SY GJX 0135 (2008) (中国石油管道建设项目经理部企业标准)

36 JI Lingkang, LI Helin, CHEN Hongyuan, ZHAO Wenzhen, Analysis of local buckling strain of line pipe, Chinese Journal of Applied Mechanics, **29**(6), 758(2012)
(吉玲康, 李鹤林, 陈宏远, 赵文轸, 管线钢管局部屈曲应变分析与计算, 应用力学学报, **29**(6), 758(2012))

